

EUROPEAN PATENT OFFICE

Patent Abstracts of Japan

PUBLICATION NUMBER : 11172374

PUBLICATION DATE : 29-06-99

APPLICATION DATE : 12-12-97

APPLICATION NUMBER : 09343468

APPLICANT : NIPPON STEEL CORP;

INVENTOR : ASAHI HITOSHI;

$$P_1 = 2.7C + 0.4Si + Mn + 0.8Cr + 0.45(Ni + Cu) + Mo + V$$

INT.CL. : C22C 38/00 C21D 8/10 C21D 9/08
C21D 9/50 C22C 38/14 C22C 38/58

TITLE : BENT PIPE WITH HIGH STRENGTH
AND HIGH TOUGHNESS, AND ITS
PRODUCTION

ABSTRACT : PROBLEM TO BE SOLVED: To improve toughness at low temperatures by a specific composition which consists of C, Si, Mn, P, S, Ni, Mo, Nb, Ti, Al, N, O, and the balance Fe with inevitable impurities and in which respective component values satisfy a specific relation and further providing a microstructure containing specific amounts of bainite.

SOLUTION: This bent pipe has a composition consisting of, by weight, 0.03-0.10% C, ≤0.6% Si, 1.8-2.5% Mn, ≤0.015% P, ≤0.003% S, 0.20-1.0% Ni, 0.25-0.60% Mo, 0.01-0.10% Nb, 0.005-0.030% Ti, ≤0.06% Al, 0.001-0.006% N, ≤0.005% O, and the balance Fe with inevitable impurities. Moreover, the value of P_1 defined by equation is regulated to 2.5-3.8. Further, this bent pipe has a microstructure containing bainite of ≤10 μm average grain size, transformed from austenite, by ≥70% by volume fraction.

COPYRIGHT: (C)1999,JPO

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平11-172374

(43) 公開日 平成11年(1999) 6月29日

(51) Int.Cl. ⁶	識別記号	F I
C 2 2 C 38/00	3 0 1	C 2 2 C 38/00 3 0 1 Z
C 2 1 D 8/10		C 2 1 D 8/10 B
9/08		9/08 F
9/50	1 0 1	9/50 1 0 1 A
C 2 2 C 38/14		C 2 2 C 38/14

審査請求 未請求 請求項の数 4 O L (全 8 頁) 最終頁に続く

(21) 出願番号 特願平9-343468

(22) 出願日 平成9年(1997)12月12日

(71) 出願人 000006655

新日本製鐵株式会社

東京都千代田区大手町2丁目6番3号

(72) 発明者 寺田 好男

千葉県君津市君津1番地 新日本製鐵株式
会社君津製鐵所内

(72) 発明者 為広 博

千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株式
会社技術開発本部内

(72) 発明者 原 卓也

千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株式
会社技術開発本部内

(74) 代理人 井理士 田村 弘明 (外1名)

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 高強度高靱性ベンド管およびその製造法

(57) 【要約】

【課題】 API規格X100以上の高強度と良好な低温靱性を有するベンド管を提供する。

【解決手段】 (1) 低C-高Mn-Ni-Mo-Nb-Ti系で(1)式の P_1 値を限定した成分組成の鋼を母材とし、また(2) 低C-高Mn-Mo-Nb-微量B-微量Ti系で(2)式の P_2 値を限定した成分組成の鋼を母材とし、マイクロ組織として平均粒径で $10\mu\text{m}$ 以下のオーステナイトから変態したベイナイトを体積分率で70%以上含有するベンド管。780℃～950℃に加熱後、曲げ加工し直ちに10℃/秒以上の冷却速度で水冷することで上記マイクロ組織とする製造法。

【効果】 上記高強度高靱性ベンド管が安定して製造できるようになり、パイプラインの安全性が著しく向上した。

【特許請求の範囲】

【請求項1】 重量%にて、

C : 0.03~0.10%、
Si : 0.6%以下、
Mn : 1.8~2.5%、
P : 0.015%以下、
S : 0.003%以下、
Ni : 0.20~1.0%、
Mo : 0.25~0.60%、
Nb : 0.01~0.10%、

$$P_1 = 2.7C + 0.4Si + Mn + 0.8Cr + 0.45(Ni + Cu) + Mo + V \quad \dots\dots (1)$$

【請求項2】 重量%にて、

C : 0.03~0.10%、
Si : 0.6%以下、
Mn : 1.7~2.2%、
P : 0.015%以下、
S : 0.003%以下、
Ni : 0.10~1.0%、
Mo : 0.15~0.50%、
Nb : 0.01~0.10%、
Ti : 0.005~0.030%、

$$P_2 = 2.7C + 0.4Si + Mn + 0.8Cr + 0.45(Ni + Cu) + 2Mo \quad \dots\dots (2)$$

【請求項3】 重量%にてさらに、

Cu : 0.1~1.0%、
Cr : 0.1~1.0%、
V : 0.01~0.10%、
Ca : 0.001~0.005%

のうち1種または2種以上を含有することを特徴とする請求項1または2記載の高強度高韌性バンド管。

【請求項4】 請求項1, 2または3に記載された成分組成からなる鋼管を、780~950℃に加熱後、曲げ加工し直ちに10℃/秒以上の冷却速度で水冷することを特徴とする高強度高韌性バンド管の製造法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、米国石油協会（API）規格でX100以上（降伏強さで約690N/mm²以上）の高強度と高韌性を有するバンド管（曲がり管）およびその製造法に関するものである。

【0002】

【従来の技術】原油や天然ガスを長距離輸送するためのパイプラインに使用されるラインパイプ（直管）や異形管（バンド管、エルボー管、T字管など）は、(1) 高圧化による輸送効率の向上や、(2) 薄肉化による現地での溶接能率向上のため、ますます高張力化する傾向にある。これまでにAPI規格でX80までのラインパイプの実用化が進行中であるが、さらに高強度のラインパイプや異形管に対するニーズがでてきた。

Ti : 0.005~0.030%、

Al : 0.06%以下、

N : 0.001~0.006%、

O : 0.005%以下

を含有し残部がFeおよび不可避的不純物からなり、かつ下記(1)式で定義される P_1 値が2.5~3.8の範囲の成分組成であり、さらに平均粒径で10μm以下のオーステナイトから変態したベイナイトを体積分率で70%以上含有するマイクロ組織を有していることを特徴とする高強度高韌性バンド管。

B : 0.0003~0.0020%、

Al : 0.06%以下、

N : 0.001~0.006%、

O : 0.005%以下

を含有し残部がFeおよび不可避的不純物からなり、かつ下記(2)式で定義される P_2 値が2.5~4.0の範囲の成分組成であり、さらに平均粒径で10μm以下のオーステナイトから変態したベイナイトを体積分率で70%以上含有するマイクロ組織を有していることを特徴とする高強度高韌性バンド管。

【0003】従来、バンド管などは直管に比較して、鋼管の機械的性質（強度、低温韌性など）が劣化するため、特開昭62-10212号公報、特開平4-154913号公報、特開平7-3330号公報、特開平5-279743号公報、特開昭59-232225号公報など、バンド管の機械的性質を改善する方法が種々開示されている。

【0004】例えば、特開昭62-10212号公報、特開平4-154913号公報、特開平7-3330号公報、特開平5-279743号公報には、鋼管を加熱後、曲げ加工しながら焼入れした後、冷却後特定の範囲内で焼戻し処理する方法が開示されている。しかしながらこれらの方法は、焼戻し処理が必須であるため、生産性や製造コストの観点から問題があった。

【0005】一方、特開昭59-232225号公報には、生産性の向上や製造コストの低減を図るために、焼戻し処理を省略して高強度と良好な低温韌性を確保するためのバンド管の製造法が記載されている。しかしながらこれらの方法では、せいぜいX70（降伏強さ490N/mm²）バンド管の製造が限界と考えられる。

【0006】X100以上の強度を満足させるためには、さらなる合金元素の添加が必要となり、上述した方法では、加熱〜曲げ加工〜水冷後の組織中に粗大な上部ベイナイトや、MA(Martensite-Austenite Constituent)いわゆるマルテンサイトとオーステナイトが共存した組織が生成するため、低温韌性を安定的に確保すること

は不可能であると考えられる。このような背景のもと、低温での優れた靱性を有する超高強度バンド管(X100以上)の開発が強く要望されていた。

【0007】

【発明が解決しようとする課題】本発明は低温靱性に優れた降伏強さ690N/mm²以上(API規格X100以上)の超高強度高靱性バンド管およびその製造法を提供することを目的とする。

【0008】

【課題を解決するための手段】上記目的を達成する本発明の第1発明バンド管は、重量%にて、C:0.03~0.10%、Si:0.6%以下、Mn:1.8~2.

$$P_1 = 2.7C + 0.4Si + Mn + 0.8Cr + 0.45(Ni + Cu) + Mo + V \quad \dots\dots (1)$$

【0009】第2発明バンド管は、重量%にて、C:0.03~0.10%、Si:0.6%以下、Mn:1.7~2.2%、P:0.015%以下、S:0.003%以下、Ni:0.10~1.0%、Mo:0.15~0.50%、Nb:0.01~0.10%、Ti:0.005~0.030%、B:0.0003~0.0020%、Al:0.06%以下、N:0.001~

$$P_2 = 2.7C + 0.4Si + Mn + 0.8Cr + 0.45(Ni + Cu) + 2Mo \quad \dots\dots (2)$$

【0010】そして第1発明バンド管および第2発明バンド管において、重量%にてさらに、Cu:0.1~1.0%、Cr:0.1~1.0%、V:0.01~0.10%、Ca:0.001~0.005%のうち1種または2種以上を含有することが好ましい。

【0011】また本発明法は、上記第1発明バンド管および第2発明バンド管において記載された成分組成からなる鋼管を、780~950℃に加熱後、曲げ加工し直ちに10℃/秒以上の冷却速度で水冷することを特徴とする超高強度高靱性バンド管の製造法である。

【0012】

【発明の実施の形態】前述のとおり、極低炭素-高Mn-Nb-(Mo, Cr)-微量Ti鋼管を、Ac₃温度以上に加熱後、曲げ加工しながら焼入れ処理することにより、X70程度の高強度と良好な低温靱性を確保できることが、特開昭59-232225号公報に開示されている。しかしながらX100以上の高強度を得るためには、さらに合金元素を添加することが必要となる。そして合金元素の添加により、母材の低温靱性が不十分となる。そこで、曲げ加工した超高強度バンド管の低温靱性を改善するために鋭意研究した結果、本発明に至った。

【0013】本発明バンド管は、後述の本発明法のように、微細なオーステナイトの状態曲げ加工し直ちに水冷することにより、変態後のベイナイトの有効結晶粒を著しく細粒化することができ、低温靱性を改善できる。平均粒径で10μm以下のオーステナイトから変態した

5%、P:0.015%以下、S:0.003%以下、Ni:0.20~1.0%、Mo:0.25~0.60%、Nb:0.01~0.10%、Ti:0.005~0.030%、Al:0.06%以下、N:0.001~0.006%、O:0.005%以下を含有し残部がFeおよび不可避的不純物からなり、かつ下記(1)式で定義されるP₁値が2.5~3.8の範囲の成分組成であり、さらに平均粒径で10μm以下のオーステナイトから変態したベイナイトを体積分率で70%以上含有するマイクロ組織を有していることを特徴とする超高強度高靱性バンド管である。

0.006%、O:0.005%以下を含有し残部がFeおよび不可避的不純物からなり、かつ下記(2)式で定義されるP₂値が2.5~4.0の範囲の成分組成であり、さらに平均粒径で10μm以下のオーステナイトから変態したベイナイトを体積分率で70%以上含有するマイクロ組織を有していることを特徴とする超高強度高靱性バンド管である。

ベイナイトであれば、有効結晶粒径が小さいために良好な低温靱性が得られる。このとき、ベイナイト組織を70%以上含有しないと必要とするX100以上の強度が得られない。

【0014】低合金鋼の低温靱性は、(1)結晶粒のサイズ、(2)上記MAや上部ベイナイトなどの硬化相の分散状態など、種々の冶金学的要因に支配される。特に高強度化するほど合金元素の添加量は必然的に多くなり、焼入れ時の組織は上部ベイナイト主体の組織となり、MAの生成や結晶粒の粗大化と相まって低温靱性は劣化する。しかしながら、上述のように、鋼材のマイクロ組織を厳密に制御しても目的とする特性を有する鋼材は得られない。このためにはマイクロ組織と同時に化学成分を限定する必要がある。

【0015】したがって本発明の第1発明バンド管は、(1)低C-高Mn-Ni-Mo-Nb-Ti系の限定した成分で、(2)上記(1)式で定義されるP₁値が2.5~3.8の範囲の成分組成からなる鋼を母材とし、さらに、(3)平均粒径で10μm以下のオーステナイトから変態したベイナイトを体積分率で70%以上含有するマイクロ組織としたことにより、X100以上の高強度を有するとともに良好な低温靱性を有するものである。

【0016】以下に第1発明バンド管における成分組成の限定理由について説明する。Cは0.03~0.10%に限定する。Cは母材および溶接部の強度向上に有効な元素であり、ベイナイトを主体とする組織において目的の強度を得るためには、最低0.03%は必要であ

る。またこの量はNb、V添加による析出硬化、結晶粒の微細化効果の発現のための最小量でもある。しかしC量が多すぎると母材、HAZ（溶接熱影響部）の低温靱性、現地溶接性の著しい劣化を招くので、その上限を0.10%とした。

【0017】Siは脱酸や強度向上のため添加する元素であるが、多く添加するとHAZの靱性および現地溶接性を著しく劣化させるので、上限を0.6%とした。鋼の脱酸はTiあるいはAlでも十分可能であり、Siは必ずしも添加する必要はない。Mnは強度および低温靱性を確保する上で不可欠な元素であり、その下限は1.8%である。しかしMnが多すぎると、鋼の焼入性が増加してHAZの靱性および現地溶接性を劣化させるだけでなく、連続鋳造鋼片の中心偏析を助長し、母材の低温靱性をも劣化させるのでその上限を2.5%とした。

【0018】Niを添加する目的は、低炭素の本発明成分系の強度を低温靱性や現地溶接性を劣化させることなく向上させるためである。Ni添加はMnやCr、Mo添加に比較して圧延組織（特にスラブの中心偏析帯）中に低温靱性に有害な硬化組織を形成することが少なく、微量のNi添加がHAZ靱性の改善にも有効であることが判明した。この効果を発揮させるためには、0.20%以上の添加が必要である。しかし、添加量が多すぎると経済性だけでなく、HAZ靱性や現地溶接性を劣化させるので、その上限を1.0%とした。

【0019】Moを添加する理由は、鋼の焼入性を向上させ、目的とするベイナイト主体の組織を得るためである。このような効果を得るためには、Moは最低0.25%必要である。しかし過剰なMo添加はHAZ靱性、現地溶接性を劣化させるので、その上限を0.60%とした。

【0020】また第1発明バンド管では、必須の元素としてNb:0.01~0.10%、Ti:0.005~0.030%を含有する。NbはMoと共存して結晶粒の微細化や析出硬化に寄与し、鋼を強靱化する作用を有する。この効果を発揮させるための最小量として、その下限を0.01%とした。しかしNbを0.10%超添加すると、HAZ靱性や現地溶接性に悪影響をもたらすので、その上限を0.10%とした。

【0021】一方、Ti添加は微細なTiNを形成し、加熱時および溶接HAZのオーステナイト粒の粗大化を抑制してマイクロ組織を微細化し、母材およびHAZの低温靱性を改善する。またAl量が少ないとき（たとえば0.005%以下）、Tiは酸化物を形成し、HAZにおいて粒内フェライト生成核として作用し、HAZ組織を微細化する効果も有する。このようなTi添加効果を発現させるためには、最低0.005%のTi添加が必要である。しかしTi量が多すぎると、TiNの粗大化やTiCによる析出硬化が生じ、低温靱性が劣化するので、その上限は0.030%に限定した。

【0022】Alは通常脱酸材として鋼に含まれる元素で組織の微細化にも効果を有する。しかし、Al量が0.06%を超えるとAl系非金属介在物が増加して鋼の清浄度を害するので、上限を0.06%とした。脱酸はTiあるいはSiでも可能であり、Alは必ずしも添加する必要はない。

【0023】NはTiNを形成して加熱時および溶接HAZのオーステナイト粒の粗大化を抑制して、母材およびHAZの低温靱性を向上させる。このために必要な最小量は0.001%である。しかし、多すぎるとスラブ表面疵や固溶NによるHAZ靱性の劣化の原因となるので、その上限は0.006%に抑える必要がある。

【0024】また不純物元素であるP、S、O量を、それぞれ、0.015%以下、0.003%以下、0.005%以下とする。この主たる理由は、母材およびHAZの低温靱性をより一層向上させるためである。P量の低減は連続鋳造スラブの中心偏析を低減し、粒界破壊を防止し低温靱性を向上させる。またS量の低減は、延伸化したMnSを低減して延靱性を向上させる効果がある。O量の低減は、鋼中の酸化物を少なくして低温靱性の改善に効果がある。

【0025】つぎに、好ましい条件としてCu、Cr、V、Caの1種または2種以上を添加する理由について説明する。基本となる上記成分に加えて、さらにこれらの元素を添加する主たる目的は、本発明の優れた特長を損なうことなく、製造可能な板厚の拡大や母材の強度・靱性などの特性の向上をはかるためである。したがって、その添加量は自ら制限されるべき性質のものである。

【0026】CuはNiとほぼ同様な効果を持つとともに、耐食性、耐水素誘起割れ特性の向上にも効果がある。またCu析出硬化によって強度を大幅に増加させる。この効果を発揮させるためには0.1%以上の添加が必要である。しかし過剰に添加すると、析出硬化により母材およびHAZの靱性低下や熱間圧延時にCuクラックが生じるので、その上限を1.0%とした。

【0027】Crは母材および溶接部の強度を増加させる効果があり、この効果を発揮させるためには0.1%以上の添加が必要である。しかし、多すぎるとHAZ靱性や現地溶接性を著しく劣化させる。このためCr量の上限を0.6%とした。Vは、ほぼNbと同様の効果を有するがその効果はNbに比較して弱い。しかし、高強度鋼におけるV添加の効果は大きい。この効果を発揮させるためには0.01%以上の添加が必要である。その上限はHAZ靱性や現地溶接性の点から0.10%まで許容できる。

【0028】Caは硫化物（MnS）の形態を制御し、低温靱性を向上（シャルピー試験における吸収エネルギーの増加など）させる。しかしCa量が0.001%以下では実用上効果がなく、また0.005%を超えて添

加するとCaO-CaSが大量に生成してクラスター、大型介在物となり、鋼の清浄度を害するだけでなく、現地溶接性にも悪影響をおよぼす。このためCa添加量を0.001~0.005%に制限した。

【0029】以上の個々の添加元素の限定に加えて、さらに上記(1)式で定義される P_1 値を2.5以上かつ3.8以下に制限する必要がある。これはHAZ靱性、現地溶接性を損なうことなく、目的とする強度・低温靱性バランスを達成するためである。 P_1 値の下限を2.5とした理由は、X100以上の強度と優れた低温靱性を得るためである。また P_1 値の上限を3.8としたのは優れたHAZ靱性、現地溶接性を維持するためである。

【0030】つぎに第2発明ベンド管は、(1) 上記のような低C-高Mn-Mo-Nb-微量B-微量Ti系の限定した成分で、(2) 上記(2)式で定義される P_2 値が2.5~4.0の範囲の成分組成からなる鋼を母材とし、さらに、(3) 平均粒径で10 μ m以下のオーステナイトから変態したベイナイトを体積分率で70%以上含有するマイクロ組織としたことにより、X100以上の高強度を有するとともに良好な低温靱性を有するものである。

【0031】第2発明ベンド管における成分系はBを添加している。Bは、極微量で鋼の焼入性を飛躍的に高めて目的とするベイナイト主体とする組織を得るために、第2発明ベンド管において必要不可欠の元素である。後述の P_2 値において1に相当する、すなわち1%Mnに相当する効果がある。さらにBは、Moの焼入性向上効果を高めるとともに、Nbと共存して相乗的に焼入性を増す。このような効果を得るためには、Bは最低でも0.0003%必要である。一方、過剰に添加すると、低温靱性を劣化させるだけでなく、かえってBの焼入性向上効果を消失せしめることもあるので、その上限を0.0020%とした。

【0032】このようにBを添加した結果、Mnは1.7%以上2.2%以下、Niは0.10%以上1.0%以下、Moは0.15%以上0.50%以下とし、その他の元素C、Si、Nb、Ti、Al、N、P、SおよびOの量は第1発明ベンド管におけると同様である。そしてこれら各元素量の限定理由も、第1発明ベンド管におけると同様である。

【0033】また好ましい条件として、Cu、Cr、V、Caの1種または2種以上を添加する理由、およびその添加量の限定理由も第1発明ベンド管におけると同様である。さらに第2発明ベンド管においては、上記(2)式で定義される P_2 値を2.5以上かつ4.0以下に制限する必要がある、その理由も第1発明ベンド管におけると同様である。

【0034】このような第1発明ベンド管および第2発明ベンド管は、上記成分組成からなる鋼を溶製し、周知

の方法により鋼管とした後、後述の本発明法により曲げ加工して製造することができる。鋼管とする際には、鋼の圧延方法として、制御圧延または制御圧延〜加速冷却することが望ましい。こうすることにより鋼管のマイクロ組織が微細化し、加熱〜曲げ加工時に微細なオーステナイトが生成して、焼入処理後のマイクロ組織が微細なベイナイト主体の組織となる。この結果、ベンド管の所定の強度と低温靱性を確保することができる。

【0035】つぎに本発明法について説明する。本発明法は、上記第1発明ベンド管および第2発明ベンド管において示した各成分組成の鋼管を、780~950℃のいわゆる γ/α 2相域に加熱後、曲げ加工し直ちに10℃/秒以上の冷却速度で水冷する方法である。

【0036】鋼管の加熱温度を780℃以上とする理由は、加熱時に一部オーステナイト化させて、組織を微細化すること、および曲げ加工後の水冷により所定の強度を得るためである。鋼管の加熱温度が780℃未満の場合、加熱前の旧オーステナイト粒界でのみオーステナイト化され、この領域にCが拡散、濃縮すると、曲げ加工後の水冷時に粗大かつ列状のMAが生成して低温靱性が劣化する。このため加熱温度の下限は780℃とした。しかし加熱温度が950℃を超えると、加熱時のオーステナイト粒が成長し、変態後の組織が粗大化して低温靱性の劣化を招いてしまう。このため加熱温度の上限は950℃とした。

【0037】加熱後、鋼管を曲げ加工し直ちに10℃/秒以上の冷却速度で水冷する必要がある。これは水冷することにより70%以上の微細なベイナイト組織を生成させて、高強度と優れた低温靱性を得るためである。冷却速度が10℃/秒未満の場合、微細なベイナイト組織が得られず、高強度と良好な低温靱性が同時に得られない。このため水冷時の冷却速度の下限を10℃/秒とした。曲げ加工後、直ちに水冷しないと鋼管の温度が低下して、フェライトなどの生成により高強度化が達成できない。なお水冷開始は、曲げ加工に支障を来さない範囲であれば曲げ加工完了前であってもよい。

【0038】

【実施例】[実施例1]：表1に示す種々の鋼成分の鋼管からベンド管を製造して、諸性質を調査した結果を表2に示す。機械的性質は圧延と直角方向で調査した。本発明例No. 1~No. 6の第1発明ベンド管は、所定の高い強度と良好な低温靱性を有する。これに対して比較例No. 7~No. 19のベンド管は、成分組成またはマイクロ組織が適切でなく、いずれかの特性が劣る。

【0039】また本発明例No. 1~No. 6は、第1発明ベンド管の成分組成からなり、かつ本発明法の条件を満たしているため、適切なマイクロ組織を有し、所定の高い強度と良好な低温靱性を有する。これに対して比較例No. 17~No. 19は、成分組成は適切だが本発明法の条件から外れているので特性が劣る。

【0040】No. 7はC量が多すぎるため、低温靱性が悪い。No. 8はMn量が少ないため低温靱性が悪い。No. 9はMn量が多すぎるため、低温靱性が悪い。No. 10はNi量が少ないため低温靱性が悪い。No. 11はMo量が少ないため低温靱性が悪い。No. 12はMo量が多すぎるため低温靱性が悪い。No. 13はP₁値が小さいためX100以上の強度が得られない。No. 14はP₁値が高すぎるため低温靱性が悪い。No. 15は旧オーステナイト粒径が大きいため低温靱性が悪い。No. 16はベイナイト分率が低いためX100以上の強度を満

足しない。

【0041】No. 17は曲げ加工時の加熱温度が低いため、旧オーステナイト粒径が大きくなり低温靱性が悪い。No. 18は同加熱温度が高いため、旧オーステナイト粒径が大きくなり低温靱性が悪い。No. 19は曲げ加工直後の冷却速度が遅いため、ベイナイト分率が低下して低温靱性が悪い。

【0042】

【表1】

区分	No	化 学 成 分 (wt%, ※は ppm)																P ₁
		C	Si	Mn	P*	S*	Ni	Mo	Nb	Ti	Al	N*	O*	Cu	Cr	V	Ca*	
本発明例	1	0.057	0.24	1.85	95	12	0.44	0.32	0.042	0.010	0.033	35	23	0.45	-	-	-	2.82
	2	0.065	0.19	1.90	43	15	0.24	0.27	0.017	0.019	0.022	32	18	-	0.45	-	-	2.89
	3	0.074	0.25	1.95	67	26	0.40	0.28	0.041	0.016	0.013	39	20	0.22	-	0.045	-	2.85
	4	0.045	0.23	2.15	53	18	0.65	0.58	0.038	0.017	0.015	31	22	-	-	-	-	3.24
	5	0.072	0.26	1.96	71	10	0.33	0.45	0.032	0.016	0.022	35	25	0.41	0.61	0.052	28	3.58
	6	0.065	0.27	1.85	80	25	0.37	0.41	0.030	0.016	0.003	33	27	-	0.58	0.049	32	3.22
比較例	7	0.115	0.24	1.98	70	17	0.33	0.45	0.030	0.015	0.019	33	23	0.41	0.61	0.052	-	3.71
	8	0.052	0.26	1.85	70	14	0.33	0.45	0.033	0.013	0.022	32	20	0.41	0.61	0.052	-	3.21
	9	0.069	0.26	2.63	70	24	0.33	0.35	0.032	0.015	0.021	35	22	0.45	-	-	-	3.82
	10	0.070	0.26	1.98	70	12	0.13	0.45	0.034	0.014	0.022	36	24	0.41	0.61	0.052	-	3.49
	11	0.072	0.26	1.96	70	12	0.33	0.18	0.032	0.015	0.023	34	25	0.41	0.61	0.052	-	3.31
	12	0.052	0.26	1.88	70	20	0.33	0.73	0.032	0.015	0.022	35	27	-	0.45	0.042	-	3.40
	13	0.046	0.07	1.84	71	20	0.27	0.30	0.042	0.015	0.018	30	25	-	-	-	-	2.41
	14	0.080	0.36	2.18	71	15	0.53	0.45	0.031	0.017	0.021	32	24	0.64	0.61	0.052	22	4.06
	15	0.072	0.26	1.96	70	20	0.33	0.45	0.032	0.015	0.022	35	25	0.41	0.61	0.052	23	3.58
	16	0.057	0.24	1.85	85	12	0.44	0.32	0.042	0.010	0.033	35	23	0.45	-	-	-	2.82
	17	0.072	0.26	1.96	70	20	0.33	0.45	0.032	0.015	0.022	35	25	0.41	0.61	0.052	23	3.58
	18	0.072	0.26	1.96	70	10	0.33	0.45	0.032	0.015	0.022	35	25	0.41	0.61	0.052	23	3.58
	19	0.072	0.26	1.96	70	26	0.33	0.45	0.032	0.015	0.022	35	25	0.41	0.61	0.052	23	3.58

下線を付したものは比較条件を示す。

【0043】

【表2】

区分	No	鋼管の製造法	鋼管の曲げ加工条件			鋼管母材のミクロ組織		鋼管母材の機械的性質			
			加熱温度 (°C)	曲げ加工後の冷却速度 (°C/s)	鋼管厚さ (mm)	旧オーステナイト粒径 (μm)	ベイナイト分率 (%)	YS (N/mm ²)	TS (N/mm ²)	vE ₄₀ (J)	vTrs (°C)
本発明例	1	UOE	850	25	15	7	80	721	855	251	-102
	2	UOE	790	15	25	6	85	730	877	226	-105
	3	UOE	850	20	20	5	75	710	851	200	-100
	4	UOE	900	18	20	8	80	780	950	213	-92
	5	UOE	820	20	20	6	75	875	1055	210	-105
	6	BR	880	12	44	8	80	859	1001	202	-90
比較例	7	UOE	850	18	20	7	80	950	1155	65	-60
	8	UOE	850	18	20	8	80	715	860	72	-62
	9	UOE	850	18	22	7	75	901	1110	33	-26
	10	UOE	850	18	20	5	75	890	1001	60	-45
	11	UOE	850	18	20	6	80	792	955	49	-30
	12	UOE	850	18	20	7	80	965	1175	42	-39
	13	UOE	850	18	20	8	80	635	665	197	-88
	14	UOE	850	18	20	7	80	971	1194	24	-30
	15	UOE	850	18	20	15	80	879	1045	37	-82
	16	UOE	800	12	25	7	60	565	724	185	-85
	17	UOE	750	18	20	12	80	873	1025	27	-38
	18	UOE	960	18	20	13	80	857	1012	44	-29
	19	UOE	850	8	20	7	80	878	1050	34	-81

下線を付したものは比較条件を示す。

【0044】【実施例2】：表3に示す種々の鋼成分の鋼管からバンド管を製造して、諸性質を調査した結果を表4に示す。機械的性質は圧延と直角方向で調査した。本発明例No. 21～No. 26の第2発明バンド管は、所定の高い強度と良好な低温靱性を有する。これに対して比較例No. 27～No. 41のバンド管は、成分組成またはミクロ組織が適切でなく、いずれかの特性が劣る。

【0045】また本発明例No. 21～No. 26は、第2発明バンド管の成分組成からなり、かつ本発明法の条件を満たしているため、適切なミクロ組織を有し、所定の高い強度と良好な低温靱性を有する。これに対して比較例No. 39～No. 41は、成分組成は適切だが本発明法の条件から外れているため特性が劣る。

【0046】No. 27はC量が多すぎるため、低温靱性が悪い。No. 28はMn量が少ないため低温靱性が悪い。No. 29はMn量が多すぎるため、低温靱性が悪い。No. 30はNi量が少ないため低温靱性が悪い。N

o. 31はMo量が少ないため低温靱性が悪い。No. 32はMo量が多すぎるため低温靱性が悪い。No. 33はB量が少ないため強度が低く、低温靱性が悪い。No. 34はB量が多すぎるために低温靱性が悪い。No. 35はP₂値が小さいためX100以上の強度が得られない。No. 36はP₂値が高すぎるため低温靱性が悪い。No. 37は旧オーステナイト粒径が大きいため低温靱性が悪い。No. 38はベイナイト分率が低いためX100以上の強度を満足しない。

【0047】No. 39は曲げ加工時の加熱温度が低いため、旧オーステナイト粒径が大きくなり低温靱性が悪い。No. 40は同加熱温度が高いため、旧オーステナイト粒径が大きくなり低温靱性が悪い。No. 41は曲げ加工直後の冷却速度が遅いため、ベイナイト分率が低下して低温靱性が悪い。

【0048】

【表3】

区分	No	化 学 成 分 (wt%, ※は ppm)																	P ₂
		C	Si	Mn	P*	S*	Ni	Mo	Nb	Ti	Al	B*	N*	O*	Cu	Cr	V	Ca*	
本 発 明 例	21	0.038	0.23	1.86	30	16	0.26	0.33	0.036	0.012	0.018	6	28	18	0.25	0.21	-	-	3.11
	22	0.065	0.25	1.91	67	26	0.17	0.28	0.041	0.015	0.023	7	39	22	-	-	0.042	-	2.82
	23	0.048	0.14	2.13	58	9	0.31	0.35	0.032	0.018	0.005	10	31	20	0.35	-	-	-	3.31
	24	0.045	0.23	2.08	53	18	0.55	0.45	0.038	0.012	0.017	10	28	25	-	-	-	-	3.44
	25	0.071	0.09	1.83	76	5	0.35	0.30	0.031	0.013	0.018	8	31	24	-	0.24	-	23	3.01
	26	0.067	0.24	1.87	81	22	0.27	0.41	0.030	0.015	0.003	6	33	31	-	0.55	0.041	29	3.53
比 較 例	27	0.112	0.24	1.87	65	17	0.33	0.45	0.030	0.013	0.021	8	36	24	0.29	0.28	-	-	3.67
	28	0.055	0.23	1.63	66	14	0.34	0.45	0.033	0.014	0.019	7	34	25	0.23	0.29	-	-	3.26
	29	0.073	0.24	2.38	60	24	0.32	0.35	0.032	0.012	0.015	9	35	27	0.35	-	-	-	3.67
	30	0.068	0.24	1.96	82	21	0.07	0.45	0.034	0.015	0.027	8	33	25	0.23	0.27	-	-	3.49
	31	0.071	0.23	1.88	82	12	0.32	0.12	0.032	0.017	0.020	5	35	32	0.23	0.27	-	-	2.87
	32	0.052	0.24	1.87	82	20	0.33	0.73	0.032	0.018	0.018	6	32	20	-	0.28	-	-	3.94
	33	0.075	0.09	1.84	66	22	0.27	0.30	0.042	0.013	0.024	2	26	18	0.27	0.22	-	-	3.10
	34	0.061	0.27	2.01	68	17	0.33	0.41	0.031	0.016	0.021	25	28	24	0.35	0.24	-	-	3.60
	35	0.043	0.07	1.74	71	20	0.15	0.17	0.042	0.015	0.018	10	30	25	-	-	-	-	2.28
	36	0.084	0.30	2.10	71	15	0.53	0.35	0.031	0.017	0.021	8	28	23	0.30	0.62	0.046	22	4.18
	37	0.071	0.09	1.83	76	5	0.35	0.30	0.031	0.013	0.018	8	31	24	-	0.24	-	23	3.01
	38	0.065	0.25	1.91	67	26	0.17	0.28	0.041	0.016	0.023	7	39	22	-	-	0.042	-	2.82
	39	0.071	0.09	1.83	76	5	0.35	0.30	0.031	0.013	0.018	8	31	24	-	0.24	-	23	3.01
	40	0.071	0.09	1.83	76	5	0.35	0.30	0.031	0.013	0.018	8	31	24	-	0.24	-	23	3.01
	41	0.071	0.09	1.83	76	5	0.35	0.30	0.031	0.013	0.018	8	31	24	-	0.24	-	23	3.01

下線を付したものは比較条件を示す。

【0049】

【表4】

区分	No	鋼管の製造法	鋼管の曲げ加工条件			鋼管母材のマイクロ組織		鋼管母材の機械的性質			
			加熱温度 (°C)	曲げ加工後の冷却速度 (°C/s)	鋼管厚さ (mm)	旧オーステナイト粒径 (μm)	ベイナイト分率 (%)	YS (N/mm^2)	TS (N/mm^2)	vE ₄₀ (J)	vTrs (°C)
本発明例	21	UOE	800	20	20	7	80	725	857	248	-100
	22	UOE	850	25	15	6	80	720	851	233	-107
	23	UOE	850	20	20	6	75	733	877	252	-105
	24	UOE	900	18	20	8	80	881	1050	201	-90
	25	UOE	820	20	20	6	75	860	998	224	-104
	26	BR	880	12	44	8	80	879	1011	210	-97
比較例	27	UOE	850	18	20	7	80	950	1130	62	-68
	28	UOE	850	18	20	7	80	715	860	78	-60
	29	UOE	850	18	22	8	75	901	1122	36	-21
	30	UOE	850	18	20	8	75	890	1087	65	-43
	31	UOE	850	18	20	5	80	732	885	44	-36
	32	UOE	850	18	20	5	80	951	1154	43	-99
	33	UOE	850	18	20	7	80	791	950	46	-36
	34	UOE	850	18	20	7	80	907	1085	43	-32
	35	UOE	850	18	20	8	80	657	740	177	-88
	36	UOE	850	18	20	7	80	977	1192	24	-30
	37	UOE	850	18	20	15	80	819	1045	37	-82
	38	UOE	800	12	25	7	55	648	734	175	-85
	39	UOE	750	18	20	12	80	874	1032	28	-37
	40	UOE	950	18	20	13	80	858	1021	46	-80
	41	UOE	850	8	20	7	60	887	1045	34	-28

下線を付したものは比較条件を示す。

【0050】

【発明の効果】本発明バンド管は、API規格でX100以上（降伏強さで約690N/mm²以上）の高強度を有しかつ低温靱性に優れている。そして本発明法によ

り、このような高強度かつ高靱性のバンド管が安定して製造できるようになった。その結果、パイプラインの安全性が著しく向上するとともに、パイプラインの輸送効率の向上が可能となった。

フロントページの続き

(51)Int. Cl.⁶

C22C 38/58

識別記号

F I

C22C 38/58

(72)発明者 丸山 直紀

神奈川県川崎市中原区井田3丁目35番1号
新日本製鐵株式会社技術開発本部内

(72)発明者 朝日 均

千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株式会社技術開発本部内

BEST AVAILABLE COPY